

ПОЛУЧЕНИЕ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА Ti-23Al-26Nb / Al МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО-ИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ, ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА

Колосова Е.В., Карабаналов М.С., Юровских А.С., Водолазский Ф.В.

Руководитель: доц., к.т.н. Демаков С. Л.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России

Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, kev27i@mail.ru

Алюминиды титана и сплавы на их основе относятся к новому классу легких жаропрочных материалов, которые предназначены для работы при температурах 600...1100 °С. Существующие экспериментальные данные показывают, что реакции химического взаимодействия между титаном и алюминием на границах раздела могут лечь в основу новых технологий получения многослойных и композиционных материалов на основе алюминидов титана.

Однако для технологического освоения данных сплавов необходимо решить целый ряд материаловедческих задач, в основе которых лежит стабильность формирующихся структур и кинетика структурных превращений. Промышленному применению алюминидов титана препятствует недостаточная пластичность и вязкость, а также плохая обрабатываемость при комнатной температуре. Поэтому поиск как новых материалов на основе легких интерметаллидов, так и методов их получения в настоящий момент остаются актуальными задачами. Поэтому исследование интерметаллидных сплавов системы Ti-Al-Nb является достаточно актуальным.

В настоящей работе материалом исследования служил интерметаллидный композит, полученный методом плазменно-искрового спекания (ИПС) пакета чередующихся фольг толщиной 80 мкм из сплава Ti-23Al-26Nb (ат. %) и промышленных алюминиевых фольг толщиной 16 мкм.

Спеченные образцы в дальнейшем были подвергнуты вакуумному отжигу в два этапа. Температура первого этапа была ниже температуры плавления алюминия и составляла 650 °С, отжиг проводился в течение 0,5; 2,5 и 6 ч (рис. 1,б). При этом повышение температуры отжига до 700 °С – выше температуры плавления алюминия – сопровождалось порообразованием и показало недопустимость такой обработки. Вторым этапом отжига производился при температурах 800 °С и 1000 °С – ниже и выше $T_{\text{пл}}$ сплава Ti-23Al-26Nb, соответственно, на образцах с 6-часовой выдержкой по первому этапу. Время выдержки составляло 1; 5 и 12 ч.

Исследование структуры образцов после вакуумного отжига при 650 °С выявило активное перераспределение титана в алюминий с образованием интерметаллидной фазы Al_3Ti (рис. 1,б). Расчет и анализ

структуры показал, что процесс перехода $\text{Al} \rightarrow \text{Al}_3\text{Ti}$ полностью завершается в течение 2,5 ч в случае толщины слоя алюминия 9 мкм и в течение 6 ч при толщине 16 мкм.

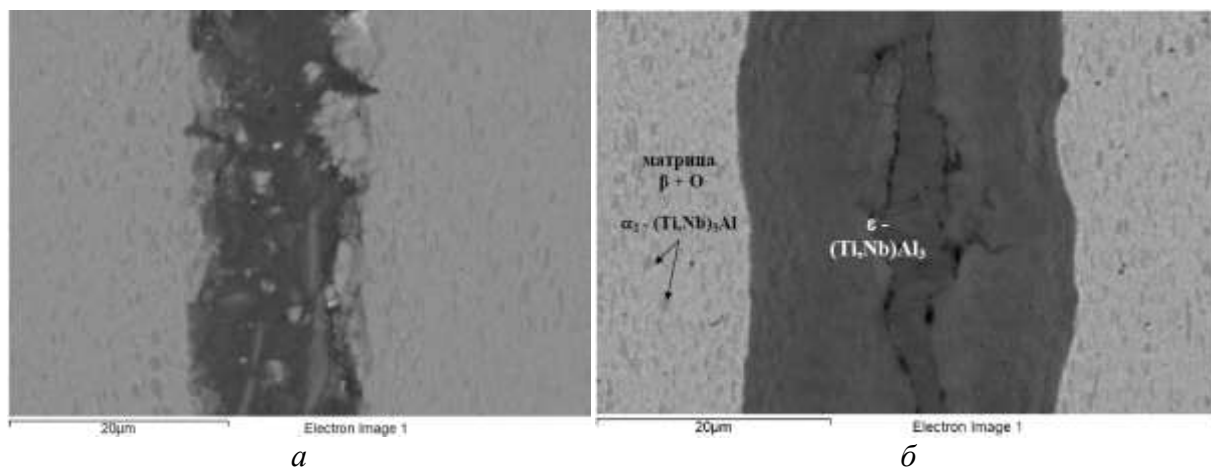


Рис. 1. Микроструктура образцов, после спекания (а) и после отжига 650 °С 6 ч (б)

Для образца, подвергнутому вакуумному отжигу при 800 °С, 1 час, РСФА показал наличие в структуре $\epsilon\text{-Al}_3\text{Ti}$, $\eta\text{-Al}_2\text{Ti}$, $\gamma\text{-AlTi}$ и $\alpha_2\text{-AlTi}_3$ фаз. Кроме того, на дифрактограммах фиксируется набор рефлексов, принадлежащих предположительно σ -фазе, данные о которой отсутствуют в имеющейся базе ICDD PDF-2. Анализ РЭМ изображений и данных МРСА позволяет оценить среднюю протяженность диффузионной зоны в 20 мкм. В центральных слоях интерметаллидной фольги наблюдаются выделения $\alpha_2\text{-(Ti,Nb)}_3\text{Al}$ фазы в матрице, представляющей собой смесь O и β фаз.

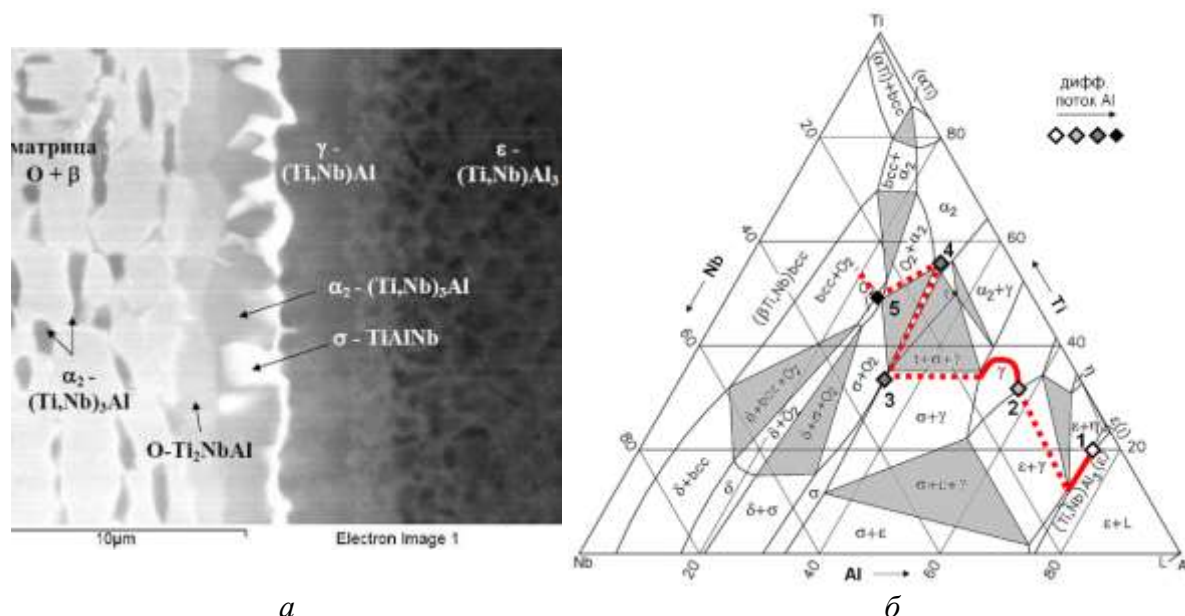


Рис. 2. Микроструктура спекленного образца после отжига 800 °С, 1 час (а); фазовый состав диффузионного слоя по тройной диаграмме Ti-Al-Nb (б)

По мере движения от центра интерметаллидной фольги можно наблюдать монофазный слой (рис. 2,а), содержание ниобия в котором по

данным МРСА составляет порядка 20 ат. %. Соответственно, такая прослойка может быть только интерметаллидным соединением типа Ti_2NbAl (О-фаза, точка 5 на рис. 2,б). Указанный факт подтверждает возможность существования монообласти данной фазы при температуре 800 °С, что согласуется с расчетными данными изотермического разреза тройной диаграммы (рис. 2,б).

Следующий слой отличается практически неизменным содержанием алюминия, при этом сильный материальный контраст на РЭМ изображении свидетельствует о наличии двух фаз с различным содержанием тяжелого легирующего элемента – ниобия. Состав светлой фазы $Ti_{34}Al_{33}Nb_{33}$ согласно тройной диаграмме отвечает σ - $TiAlNb$ фазе (рис. 2,б, т.3); состав темной фазы $Ti_{56}Al_{30}Nb_{14}$ попадает в область существования α_2 - $(Ti,Nb)_3Al$ фазы (рис. 2,б, т.4). Граница раздела между этими фазами в основном расположена поперек фронта перераспределения; стоит отметить, что по внешним границам этих зон имеются монофазные прослойки α_2 -фазы со стороны интерметаллидной фольги и σ – со стороны алюминиевой фольги.

Следующей фазой по направлению к бывшему Al слою является γ -фаза с толщиной слоя около 2 мкм.

Оставшийся на месте бывшей Al фольги слой не является монофазным, и его средний химический состав соответствует фазе ε - $(Ti,Nb)Al_3$ (рис. 2,б, т.1); однако в некоторых участках содержание Nb превышает возможное и соответствует стехиометрии $Al_2(Ti,Nb)$, что согласуется с результатам РСФА.

Результаты РСФА образца после отжига 1000 °С, 12 ч свидетельствуют о наличии в структуре О, β , β' , α_2 и γ фаз; как и в случае отжига при 800 °С, на дифракционных спектрах присутствует набор линий, отнесенных к σ -фазе. Протяженность диффузионной зоны в данном случае составила порядка 50 мкм (рис. 3,б).

В химическом составе центральных областей бывшей интерметаллидной фольги содержится повышенное количество алюминия – 25...26 ат. %. Данный факт свидетельствует о том, что поток алюминия достиг центра фольги и его содержание находится на линии предельной растворимости в β -фазе при содержании ниобия 23 ат. %. Общий фазовый состав представляет собой смесь четырех фаз: к трем равновесным добавляется еще и β' -фаза.

Для данного образца наблюдается интересный факт: в зоне бывшей алюминиевой прослойки содержание алюминия ниже, чем в последующих диффузионных слоях. Фазовый состав этого участка представляет собой α_2 -фазу (рис. 3,а). Ее возникновение можно объяснить из предположения, что в данном случае фазовый состав контролируется уже не столько перераспределением алюминия, сколько диффузионным потоком ниобия из участков бывшей интерметаллидной фольги. Учитывая более высокую

диффузионную подвижность атомов Al по сравнению с Nb, градиент концентрации последнего будет оказывать решающее влияние на структуру слоев. Пониженное содержание ниобия предопределяет возможность существования только α_2 -фазы.

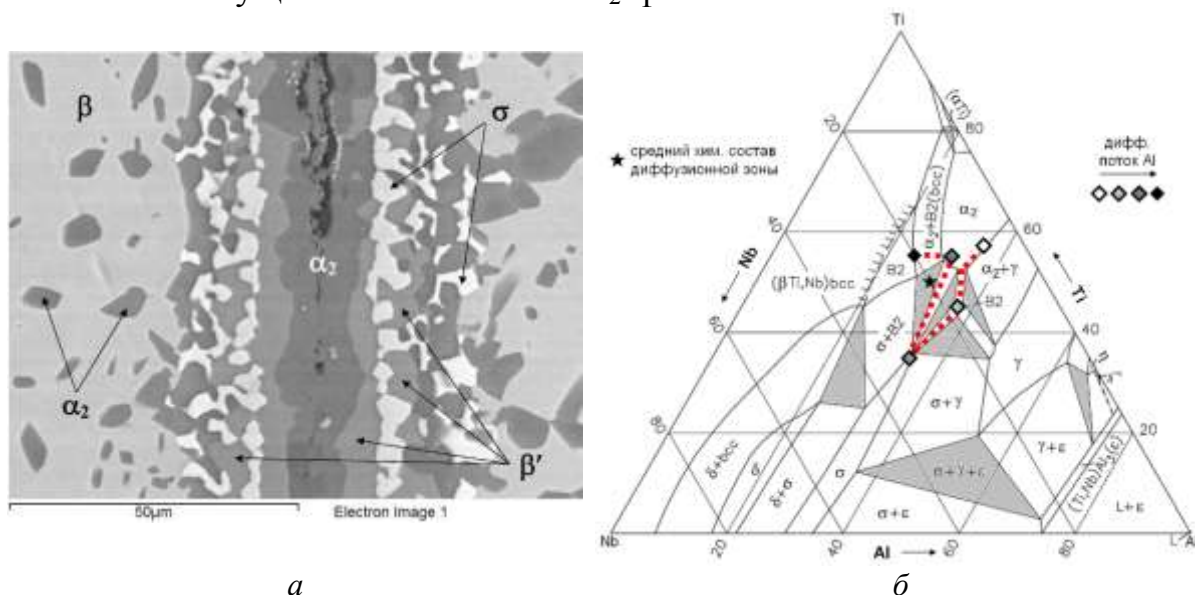


Рис. 3. Микроструктура спеченного образца после отжига 1000 °С, 12 ч (а); фазовый состав диффузионного слоя при данном отжиге по тройной диаграмме Ti-Al-Nb (б)

Центральную прослойку α_2 -фазы окружают слои β' (B2)-фазы, появление которых, по всей видимости, так же контролируется содержанием ниобия. При прямом движении фронта роста последовательно возникают промежуточные фазы γ , σ , α_2 . При обратном движении фронта на границах раздела α_2/σ и γ/σ происходит образование β' (B2)-фазы, которая не образуется при прямом движении. Принимая во внимание средний химический состав, β' (B2)-фаза является промежуточной и должна постепенно растворяться за счет образования α_2 и σ фаз. Далее следует ранее образовавшаяся смесь σ и α_2 фаз. Центральные слои бывшей интерметаллидной фольги в основном заняты высокотемпературной β -фазой, в которой наблюдаются крупные выделения α_2 -фазы. Образование таких выделений произошло, по-видимому, вследствие незначительных температурных колебаний в ходе выдержки, либо они возникли в ходе охлаждения.

Работа выполнена при поддержке гранта УрФУ на проведение научных исследований молодыми учеными, аспирантами и магистрантами (договор № 1.2.2./79 от 01.06.2011 г.).